

26. 2. 2004

日 本 国 特 許 庁  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日  
Date of Application: 2003年 4月14日

出 願 番 号  
Application Number: 特願2003-109328  
[ST. 10/C]: [JP2003-109328]

出 願 人  
Applicant(s): 新日本製鐵株式会社

REC'D 29 APR 2004

WIPO

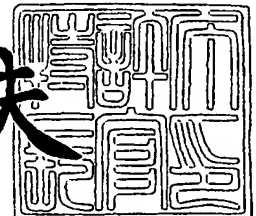
PCT

**PRIORITY  
DOCUMENT**  
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 4月15日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

今 井 康 夫



【書類名】 特許願

【整理番号】 1033702

【提出日】 平成15年 4月14日

【あて先】 特許庁長官 太田 信一郎 殿

【国際特許分類】 C22C 02/06

【発明者】

    【住所又は居所】 福岡県北九州市戸畑区飛幡町 1 - 1 新日本製鐵株式会  
社 八幡製鐵所内

    【氏名】 高田 良久

【発明者】

    【住所又は居所】 福岡県北九州市戸畑区飛幡町 1 - 1 新日本製鐵株式会  
社 八幡製鐵所内

    【氏名】 村上 英邦

【発明者】

    【住所又は居所】 福岡県北九州市戸畑区飛幡町 1 - 1 新日本製鐵株式会  
社 八幡製鐵所内

    【氏名】 末廣 正芳

【特許出願人】

    【識別番号】 000006655

    【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社

【代理人】

    【識別番号】 100077517

    【弁理士】

    【氏名又は名称】 石田 敬

    【電話番号】 03-5470-1900

【選任した代理人】

    【識別番号】 100092624

    【弁理士】

    【氏名又は名称】 鶴田 準一

【選任した代理人】

【識別番号】 100113918

【弁理士】

【氏名又は名称】 亀松 宏

【選任した代理人】

【識別番号】 100082898

【弁理士】

【氏名又は名称】 西山 雅也

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 036135

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0018106

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 プレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C: 0.05~0.25%、

Si: 0.1~1.8%、

Mn: 0.5~2.5%、

Al: 0.01~1.5%、

Ni: 0.02~1.0%、

Mo: 0.03~0.5%、

P: 0.03%以下、

S: 0.02%以下

を含有し、Si、Al、Niの関係が、

$$0.4(\%) \leq \text{Si}(\%) + \text{Al}(\%) \leq 2.0(\%)$$

$$\text{Ni}(\%) \geq 2/5 \times \text{Si}(\%) + 1/5 \times \text{Al}(\%)$$

を満足し、かつ、NiとMoの関係が、

$$1/20 \times \text{Ni}(\%) \leq \text{Mo}(\%) \leq 10 \times \text{Ni}(\%)$$

の関係を満足し、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、該鋼板の残留オーステナイトの体積率が2~20%であり、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層が形成されたことを特徴とするプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】 質量%で、更に、Cu: 1.0%以下、Sn: 0.10%以下の内1種類以上を含有し、かつ、Ni、Cu、Snの関係が、

$$2 \times \text{Ni}(\%) > \text{Cu}(\%) + 3 \times \text{Sn}(\%)$$

を満足し、かつ、Si、Al、Ni、Cu、Snの関係が、

$$\text{Ni}(\%) + \text{Cu}(\%) + 3 \times \text{Sn}(\%) \geq 2/5 \times \text{Si}(\%) + 1/5 \times \text{Al}(\%)$$

の関係を満足することを特徴とする請求項1に記載のプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 3】 質量%で、更に、Cr: 1%未満、V: 0.3%未満、Ti: 0.06%未満、Nb: 0.06%未満、B: 0.01%未満、REM: 0.05%未満、Ca: 0.05%未満、Zr: 0.05%未満、Mg: 0.05%未満の内少なくとも 1 種類以上を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載のプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 4】 発煙硝酸による溶融亜鉛めっき層の溶解後に走査型電子顕微鏡で鋼板表面を観察したときに、鋼板表面の 10%以上が酸化物であることを特徴とする請求項 1～3 のいずれかの項に記載のプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 5】 請求項 1～3 のいずれかの項に記載の成分組成を満足する鋼板を鑄造凝固後、1150℃以上で 45 分以上加熱後、熱間圧延を行い、400～780℃で巻き取り、次いで脱スケール処理後に 35%～85%の圧下率で冷間圧延した後、650～900℃の二相共存温度域で 10 秒～6 分焼鈍した後、2～200℃/s の冷却速度で 350～500℃まで冷却後、溶融亜鉛めっきを施し、その後に 5℃/s 以上の冷却速度で 250℃以下に冷却することにより、該鋼板の残留オーステナイトの体積率が 2～20%で、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とするプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 6】 請求項 1～3 のいずれかの項に記載の成分組成を満足する鋼板を鑄造凝固後、1150℃以上で 45 分以上加熱後、熱間圧延を行い、400～780℃で巻き取り、次いで脱スケール処理後に 35%～85%の圧下率で冷間圧延した後、650～900℃の二相共存温度域で 10 秒～6 分焼鈍した後、2～200℃/s の冷却速度で 350～500℃まで冷却後、溶融亜鉛めっきを施し、その後に 450～600℃の範囲の温度域で 5 秒～2 分保持してから 5℃/s 以上の冷却速度で 250℃以下に冷却することにより、残留オーステナイトを 2～20%含み、かつ、鋼板表面に Fe: 8～15%を含む合金化溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とするプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 7】 請求項 5 または 6 に記載の製造方法において、2～200℃

／s の冷却速度で 350～500℃まで冷却後、その範囲の温度域で 10 分以下保持した後に、熔融亜鉛めっきを施すことを特徴とするプレス成形性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

#### 【発明の詳細な説明】

##### 【0001】

#### 【発明の属する技術分野】

本発明は、自動車用防錆鋼板などに使用される熔融亜鉛系めっき鋼板に関するものであり、特に、590MPa～1080MPa 程度の引張り強さを有し、めっき性に悪影響があるとされる Si, Al が添加された、プレス成形時の張出し成形性に優れた鋼板に関するものである。ここで、めっき性とはめっき外観とめっき密着性の両方をさしている。なお、本発明で対象とする熔融亜鉛めっき鋼板とは、通常の熔融亜鉛めっき鋼板は無論のこと、めっき層付着後に合金化処理のために熱処理を行った合金化熔融亜鉛めっき鋼板を含むものである。

##### 【0002】

#### 【従来の技術】

自動車等のクロスメンバーやサイドメンバー等の部材は、近年の燃費節減の動向に対応すべく軽量化が検討されており、材料面では、薄肉化しても強度が確保されるという観点から高強度化が進められている。ところが、一般に材料のプレス成形性は強度が上昇するに従って劣化するので、上記部材の軽量化を達成するためには、プレス成形性と高強度性の両特性を満足する鋼板の開発が求められている。成形性の指標値には引張試験における伸びをはじめとして n 値や r 値があるが、一体成形によるプレス工程の簡略化が課題となっている昨今では均一伸びに相当する n 値の大きいことがなかでも重要になってきている。

##### 【0003】

このため、鋼中に含有する残留オーステナイトの変態誘起塑性を活用した熱延鋼板および冷延鋼板が開発されている。これは高価な合金元素を含まずに 0.07～0.4% 程度の C と 0.3～2.0% 程度の Si および 0.2～2.5% 程度の Mn のみを基本的な合金元素とし、二相域で焼鈍後 300～450℃内外の温度でベイナイト変態を行うことが特徴の熱処理により残留オーステナイトを金

属組織中に含む鋼板であり、例えば、特許文献1、特許文献2等で開示されている。この種の鋼板は連続焼鈍で製造された冷延鋼板ばかりでなく、例えば、特許文献3のようにランアウトテーブルでの冷却と巻取温度を制御することにより熱延鋼板でも得られることが開示されている。

#### 【0004】

自動車の高級化を反映して耐食性および外観を向上させることを目的として、自動車部材のめっき化が進んでおり、現在では、車内に装着される特定の部材を除いた多くの部材に、亜鉛めっき鋼板が用いられている。従って、これらの鋼板には、耐食性の観点から熔融亜鉛めっきを施すかあるいは熔融亜鉛めっき後合金化処理した合金化熔融亜鉛めっきを施して使用することが有効であるが、これらの高張力鋼板のうち、Si、Al含有量が高い鋼板の場合には鋼板表面が酸化膜を有しやすいため、熔融亜鉛系めっきの際に微小不めっき部が生じたり、合金化後の加工部のめっき性が劣るなどの問題があり、優れた加工部めっき性を有し、かつ耐食性の優れた高Si、Al系の高張力高延性合金化熔融亜鉛めっき鋼板は実用化されていないのが現状である。

#### 【0005】

しかしながら、上記特許文献1および特許文献2等で開示されている鋼板は0.3～2.0%のSiを添加し、その特異なベイナイト変態を活用し残留オーステナイトを確保しているため、二相共存温度域で焼鈍後の冷却や300～450℃内外の温度域での保持をかなり厳格に制御しないと意図する金属組織が得られず、強度や伸びが目標の範囲をはずれる。この熱履歴は工業的には連続焼鈍設備や熱間圧延後のランアウトテーブルと巻取工程において実現されはするが、450～600℃ではオーステナイトの変態が速やかに完了するので450～600℃に滞留する時間を特に短くするような制御が要求され、350～450℃でも保持する時間によって金属組織が著しく変化するので所期の条件から外れると陳腐な強度と伸びしか得られない。さらに、450～600℃に滞留する時間が長いことやめっき性を悪くするSiを合金元素として含むことから熔融めっき設備を通板させてめっき鋼板とはできず、表面耐食性が劣るため広範な工業的利用が妨げられているという問題点がある。

## 【0006】

上記問題を解決するために、例えば、特許文献4および特許文献5等では、Si濃度を規制することでめっき性を改善した鋼板が開示されている。この方法ではSiの変わりにAlを添加することで残留オーステナイトを生成されている。しかしながら、AlもSiと同じようにFeよりも酸化しやすいので、鋼板表面にAlやSiが濃化し酸化膜を有しやすく、十分なめっき性を有することができないという問題点がある。また、特許文献6にはNiを添加することでめっき塗れ性を改善するという方法が開示されている。しかしながら、この方法ではめっき塗れ性を阻害するSiやAlとNiの関係が開示されてはいない。

## 【0007】

また、例えば、特許文献7および特許文献8等において、高Si系高強度鋼板の合金化溶融めっき方法としてプレNiめっき後急速低温加熱して溶融亜鉛めっき後合金化処理する方法が開示されている。しかしながら、この方法ではNiプレめっきが必要になるので新たな設備が必要になるという問題点がある。また、この方法では最終組織に残留オーステナイトを残存させることができないし、その方法についても言及されていない。

## 【0008】

また、例えば、特許文献9において、Si, Alを含有する鋼板にCu, Ni, Moを添加することで良好な特性が得られる方法が開示されている。これらの方法ではSi, Mnの合計量とCu, Ni, Moの合計量のバランスを適切にすることで良好なめっき性と材質特性が得られるとしている。しかしながら、本発明者らが調査した所によると、Si, Mnを含有した鋼のめっき性はAl量が支配するので、特許文献9はSiを含有した場合は必ずしも良好なめっき性を確保できないという問題点がある。また、この方法では得られる特性として引張強度が440～640MPaと比較的低い強度でしか用いることができないという問題点もある。

## 【0009】

また、特許文献10で、本出願人はSi, Alを含有する鋼にNiを適正量含有させた技術を提案しているが、この方法でも合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造

しようとした際の合金化温度のばらつきにより得られる材質がばらつくという問題点がある。

**【0010】**

そこで、本発明はかかる問題点を解決し、引張強度 590MPa ~ 1080MPa 程度と高強度までカバー可能で表面耐食性を向上するため熔融めっき設備でも製造可能でかつ、プレス成形性の良好な高強度鋼板の組成と金属組織の特徴を見いだした。

**【0011】****【特許文献 1】**

特開平 1-230715 号公報

**【特許文献 2】**

特開平 2-217425 号公報

**【特許文献 3】**

特開平 1-79345 号公報

**【特許文献 4】**

特開平 5-247586 号公報

**【特許文献 5】**

特開平 6-145788 号公報

**【特許文献 6】**

特開平 5-70886 号公報

**【特許文献 7】**

特開平 4-333552 号公報

**【特許文献 8】**

特開平 4-346644 号公報

**【特許文献 9】**

特開 2000-234129 号公報

**【特許文献 10】**

特開平 11-141423 号公報

**【0012】**

## 【発明が解決しようとする課題】

本発明は、従来技術の問題点に着目してなされたのであって、その目的は、引張強度 590MPa ～ 1080MPa 程度の引張強さを有し、かつ、プレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を効率よく製造する方法を提供するものである。

## 【0013】

## 【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記目的を達成できる高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提供するべく、めっき性および鋼板材質、製造方法と鋼板成分との関係について鋭意検討を行い、鋼板成分の Al, Si, Ni, Mo をある適正範囲にすることで良好な特性が得られることに着目して本発明を完成させたものであり、その趣旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、

C: 0.05～0.25%、

Si: 0.1～1.8%、

Mn: 0.5～2.5%、

Al: 0.01～1.5%、

Ni: 0.02～1.0%、

Mo: 0.03～0.5%、

P: 0.03%以下、

S: 0.02%以下

を含有し、Si, Al, Ni の関係が、

$$0.4(\%) \leq Si(\%) + Al(\%) \leq 2.0(\%)$$

$$Ni(\%) \geq 2/5 \times Si(\%) + 1/5 \times Al(\%)$$

を満足し、かつ、Ni と Mo の関係が、

$$1/20 \times Ni(\%) \leq Mo(\%) \leq 10 \times Ni(\%)$$

の関係を満足し、残部 Fe および不可避免的不純物からなり、該鋼板の残留オーステナイトの体積率が 2～20% であり、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層が形成されたことを特徴とするプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(2) 質量%で、更に、Cu: 1.0%以下、Sn: 0.10%以下の内1種類以上を含有し、かつ、Ni, Cu, Snの関係が、

$$2 \times \text{Ni} (\%) > \text{Cu} (\%) + 3 \times \text{Sn} (\%)$$

を満足し、かつ、Si, Al, Ni, Cu, Snの関係が、

$$\text{Ni} (\%) + \text{Cu} (\%) + 3 \times \text{Sn} (\%) \geq 2/5 \times \text{Si} (\%) + 1/5 \times \text{Al} (\%)$$

の関係を満足することを特徴とする上記(1)に記載のプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(3) 質量%で、更に、Cr: 1%未満、V: 0.3%未満、Ti: 0.06%未満、Nb: 0.06%未満、B: 0.01%未満、REM: 0.05%未満、Ca: 0.05%未満、Zr: 0.05%未満、Mg: 0.05%未満の内少なくとも1種類以上を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載のプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(4) 上記(1)～(3)のいずれかの項に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板において、発煙硝酸による溶融亜鉛めっき層の溶解後に走査型電子顕微鏡で鋼板表面を観察したときに、鋼板表面の10%以上が酸化物であることを特徴とするプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(5) 上記(1)～(3)のいずれかの項に記載の成分組成を満足する鋼板を鑄造凝固後、1150℃以上で45分以上加熱後、熱間圧延を行い、400～780℃で巻き取り、次いで脱スケール処理後に35%～85%の圧下率で冷間圧延した後、650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍した後、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却後、溶融亜鉛めっきを施し、その後に5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することにより、該鋼板の残留オーステナイトの体積率が2～20%で、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とするプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(6) 上記(1)～(3)のいずれかの項に記載の成分組成を満足する鋼板を鑄造凝固後、1150℃以上で45分以上加熱後、熱間圧延を行い、400～780℃で巻き取り、次いで脱スケール処理後に35%～85%の圧下率で冷間圧延

した後、650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍した後、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却後、熔融亜鉛めっきを施し、その後に450～600℃の範囲の温度域で5秒～2分保持してから5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することにより、残留オーステナイトを2～20%含み、かつ、鋼板表面にFe: 8～15%を含む合金化熔融亜鉛めっき層を形成することを特徴とするプレス成形性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(7) 上記(5)または(6)に記載の製造方法において、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却後、その範囲の温度域で10分以下保持した後に、熔融亜鉛めっきを施すことを特徴とするプレス成形性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

#### 【0014】

##### 【発明の実施の形態】

本発明における成分の限定理由は、プレス成形性の良好な高強度熔融亜鉛めっき鋼板を提供するためであり、以下に詳細に説明する。

#### 【0015】

Cはオーステナイト安定化元素であり、二相共存温度域およびベイナイト変態温度域でフェライト中から移動しオーステナイト中に濃化する。その結果、化学的に安定化されたオーステナイトが室温まで冷却後も2～20%残留し、変態誘起塑性により成形性を良好とする。Cが0.05%未満では2%以上の残留オーステナイトを確保するのが困難であり、本発明の目的を達せられない。また、Cが0.25%を超すことは溶接性を悪化させるので避けなければならない。

#### 【0016】

Mnはオーステナイト形成元素であり、また二相共存温度域での焼鈍後350～600℃に冷却する途上でオーステナイトがパーライトへ分解するのを防ぐので、室温まで冷却した後の金属組織に残留オーステナイトが含まれるようにする。0.5%未満の添加ではパーライトへの分解を抑えるのに工業的な制御ができないほどに冷却速度を大きくする必要があり、適当ではない。一方、2.5%を超すとバンド組織が顕著になり特性を劣化させ、しかもスポット溶接部がナゲッ

ト内で破断しやすくなり好ましくない。

#### 【0017】

Siはセメンタイトに固溶せず、その析出を抑制することにより350～600℃におけるオーステナイトからの変態を遅らせる。この間にオーステナイト中のC濃化が促進されるためオーステナイトの化学的安定性が高まり、変態誘起塑性を起こし、成形性を良好とするのに貢献する残留オーステナイトの確保を可能とする。Siの量が0.1%未満ではその効果が見いだせない。一方、Si濃度を高くするとめっき性が悪化するので、1.8%以下にする必要がある。

#### 【0018】

Alは脱酸材としても用いられると同時に、Siと同じようにセメンタイトに固溶せず、350～600℃での保持に際してセメンタイトの析出を抑制し、変態の進行を遅らせる。しかし、Siよりもフェライト形成能が強いため変態開始は早く、ごく短時間の保持でも二相共存温度域での焼鈍時よりオーステナイト中にCが濃化され、化学的安定性が高まっているので、室温まで冷却後の金属組織に成形性を悪化させるマルテンサイトは僅かしか存在しない。このため、Siと共存すると350～600℃での保持条件による強度や伸びの変化が小さく、高強度で良好なプレス成形性を得やすくなる。そのため、Alは0.01%以上の添加が必要である。また、Siと共に「Si+Al」が0.4%以上にする必要がある。一方、Al濃度が1.5%を超すとAlもSiと同様にめっき性を劣化させるので避けなければならない。また、めっき性を確保するためには、Siと共に「Si+Al」が2.0%以下にする必要がある。

#### 【0019】

Niは本発明で最も重要な元素であり、Mnと同じようにオーステナイト生成元素であると同時に強度およびめっき性を向上させる。さらに、NiにはSiやAlと同じようにセメンタイトに固溶せず、350～600℃での保持に際してセメンタイトの析出を抑制し、変態の進行を遅らせる。SiやAlを含む鋼板では、連続溶融亜鉛めっきラインでめっき鋼板を製造する場合、SiやAlはFeよりも酸化されやすいために鋼板表面に濃化しSiやAl酸化物を形成し、めっき性を低下させる。そこで、本発明者らは、逆にFeよりも酸化しにくいNiを

表面に濃化させることで、SiやAlの酸化物形態を変化させてめっき性の低下を防止することを考えた。本発明者らが実験で調査した結果、Ni, Si, Alの関係を「 $Ni(\%) \geq 2/5 \times Si(\%) + 1/5 \times Al(\%)$ 」以上にすることで良好なめっき性が得られることを明らかとなった。Niが0.02%未満の添加では、本発明鋼の場合十分なめっき性を得ることができない。また、Ni濃度を1%を超えて高くすると残留オーステナイトの量が20%を超えてしまい伸びが低下すると同時に高コストになる。また、望ましくはNi濃度を0.05%以上で「 $Ni(\%) \geq 2/5 \times Si(\%) + 1/5 \times Al(\%) + 0.1(\%)$ 」とすることでより良好なめっき性を得ることができる。

#### 【0020】

MoもNiと同様に本発明においては最も重要な元素である。本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板は後述するように溶融亜鉛めっき後に450℃～600℃の範囲に保持することによって製造される。このような温度に保持した際には、それまで残留していたオーステナイトが分解して炭化物を析出する。Moを添加することによって、このオーステナイトからの変態を抑制し最終的なオーステナイト量を確保することが可能となる。本発明者らは、このMoの効果をより拡大する手段を検討した結果、NiとMoの両方を含有した場合にはその効果が顕著に見られることを見出し、MoとNiの関係式を「 $1/20 \times Ni(\%) \leq Mo(\%) \leq 10 \times Ni(\%)$ 」とすることで残留オーステナイトを確保することを知見した。Moが0.03%未満の添加では、本発明鋼の場合十分なめっき性を得ることができない。また、Mo濃度を0.5%を超えて高くするとMoがCと析出物を造る結果残留オーステナイトを確保することができなくなる。望ましくはMo濃度を0.05%以上0.35%以下とすることが好ましい。

#### 【0021】

Pは不純物として鋼中に不可避に含有される元素であるが、SiやAlやNiと同じようにセメンタイトに固溶せず、350～600℃での保持に際してセメンタイトの析出を抑制し、変態の進行を遅らせる。しかし、P濃度が0.03%を超えて高くなると鋼板の延性劣化が顕在化すると同時にスポット溶接部がナゲット内で破断しやすくなるので好ましくないことから、本発明ではP濃度を0.

0.3%以下とした。

#### 【0022】

SもPと同様に鋼中に不可避に含有される元素である。S濃度が高くなるとMnSの析出が生じる結果延性を低下させると同時にスポット溶接部がナゲット内で破断しやすくなるので好ましくない。本発明ではS濃度を0.02%以下とした。

#### 【0023】

また、Niと同様にFeよりも酸化しにくいCu、Snも適量を添加した場合にNiと同じようにめっき性を向上させる。Ni、Cu、Snを「 $2 \times \text{Ni} (\%) > \text{Cu} (\%) + 3 \times \text{Sn} (\%)$ 」の関係を満たすようにすることで、Cu、Snによるめっき性向上効果が見られる。このときに、Si、Al、Ni、Cu、Snの関係を「 $\text{Ni} (\%) + \text{Cu} (\%) + 3 \times \text{Sn} (\%) \geq 2/5 \times \text{Si} (\%) + 1/5 \times \text{Al} (\%)$ 」を満たすようにすることで良好なめっき性が得られる。この効果はCu:1.0%以下、Sn:0.10%以下で顕著に見られ、それ以上のCu、Sn添加ではこの効果が飽和する。Cu、Snのめっき性向上効果をより効果的に発揮させるには、Cu:0.1%以上、Sn:0.03%以上のいずれか一種以上を添加して「 $\text{Ni} (\%) + \text{Cu} (\%) + 3 \times \text{Sn} (\%) \geq 2/5 \times \text{Si} (\%) + 1/5 \times \text{Al} (\%) + 0.1 (\%)$ 」とすることが望ましい。

#### 【0024】

Cr、V、Ti、Nb、Bは強度を上げる元素であり、REM、Ca、Zr、Mgは鋼中Sと結びつき介在物を減少させることで良好な伸びを確保する元素であり、Cr:1%未満、V:0.3%未満、Ti:0.06%未満、Nb:0.06%未満、B:0.01%未満、REM:0.05%未満、Ca:0.05%未満、Zr:0.05%未満、Mg:0.05%未満のうちの少なくとも1種以上を必要に応じて添加することは本発明の趣旨を損なうことはない。これら元素の効果は上記の上限で飽和するのでそれ以上の添加はコストが高くなる。

#### 【0025】

本発明の鋼板は以上を基本成分とするが、これらの元素およびFe以外になどその他の一般鋼に対して不可避免的に混入する元素を含むものであり、これら元素

を全体で 0.2% 以下含んでいても本発明の趣旨を何ら損なうものではない。

#### 【0026】

最終製品としての本発明鋼板の延性は製品中に含まれる残留オーステナイトの体積率に左右される。金属組織に含まれる残留オーステナイトは変形を受けていない時は安定に存在するものの、変形が加えられるとマルテンサイトに変態し、変態誘起塑性を呈するので良好な成形性が高強度で得られる。残留オーステナイトの体積率が 2% 未満では明確な効果が認められない。一方、残留オーステナイトの体積率が 20% を超すと極度に厳しい成形を施した場合、プレス成形した状態で多量のマルテンサイトが存在する可能性があり二次加工性や衝撃性において問題を生じるので、本発明では残留オーステナイトの体積率を 20% 以下とした。組織はその他、フェライト、ベイナイト、マルテンサイトおよび炭化物を含むものである。

#### 【0027】

本発明においては溶融亜鉛めっきと規定しているが、溶融めっきは溶融亜鉛めっきに限らず、溶融アルミニウムめっきや溶融アルミニウム-亜鉛めっきである 5% アルミニウム-亜鉛めっきや、いわゆるガルバリウム（登録商標）めっき等の溶融めっきでも構わない。これは本発明の方法を行うことにより Si, Al などの酸化物に起因するめっき性を劣化させることが抑制される結果、亜鉛に限らずアルミニウムなどの他の溶融金属との濡れ性が改善されるため、同様に不めっきが抑えられるためである。また、合金化溶融亜鉛めっきは Fe: 8~15% を含み、残部亜鉛および不可避免の不純物からなるものである。めっき層中の Fe 含有率を 8% 以上としたのは、8% 未満では、化成処理性（リン酸塩処理）塗膜密着性が良好となるためである。また、Fe 含有率を 15% 以下としたのは 15% 超では、過合金となり加工部のめっき性が劣化するためである。

#### 【0028】

また、亜鉛合金めっき層厚みについては特に制約は設けないが、耐食性の観点から 0.1  $\mu$ m 以上、加工性の観点からすると 15  $\mu$ m 以下であることが望ましい。

#### 【0029】

次に、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板および本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。

#### 【0030】

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、鑄造凝固後、1150℃以上で45分以上加熱後、熱間圧延を行い400～780℃で巻き取り、次いで脱スケール処理後に35%～85%の圧下率で冷間圧延した後、650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍した後、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却し、場合によってはさらにその範囲の温度域で10分以下保持した後に、溶融亜鉛めっきを施し、その後に5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することにより得られる。

#### 【0031】

また、本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板は鑄造凝固後、1150℃以上で45分以上加熱後、熱間圧延を行い400～780℃で巻き取り、次いで脱スケール処理後に35%～85%の圧下率で冷間圧延した後、650～900℃の二相共存温度域で10秒～6分焼鈍した後、2～200℃/sの冷却速度で350～500℃まで冷却し、場合によってはさらにその範囲の温度域で10分以下保持した後に、溶融亜鉛めっきを施し、その後に450～600℃の範囲の温度域で5秒～2分保持してから5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却することにより得られる。

#### 【0032】

以下にそれぞれの製造条件の理由について記す。

#### 【0033】

鑄造凝固後の均熱温度および均熱時間は、良好なめっき性を得るために重要である。NiはFeよりも酸化しにくいために加熱時に生成される酸化スケール中にNiは取り込まれずに鋼板表層に濃化する。この濃化したNiが冷間圧延後も残ることによってめっき性を改善している。Niによるめっき性改善効果を発揮させるには加熱温度が1150℃以上で1150℃以上の保持時間が45分以上である必要がある。

#### 【0034】

熱間圧延後の巻き取り温度も、良好なめっき性を得るために重要である。巻き取り後に生成する酸化スケール中にも Ni は取り込まれずに鋼板表層に濃化しめっき性を改善する。本発明鋼のような鋼では低温で巻取ると、Ni 濃化が不十分で亜鉛めっき性に問題があると共に、焼きが入って硬くなるためその後の酸洗等によるスケール除去や冷間圧延が困難になる。逆に、高温で巻取ると亜鉛めっき性は向上し、セメンタイトが粗大化し軟質になって酸洗、冷間圧延が容易になる反面、焼鈍の均熱時にセメンタイトの再固溶に時間がかかりすぎ、十分なオーステナイトが残留しなくなる。そのため、熱延後の巻き取りは上記不都合が回避できる 400～780℃で実施することと定めた。ただ、熱延鋼板は出来るだけ酸洗、冷間圧延が容易であることが望まれるため、巻き取り温度は 550～750℃で実施するのが好ましい。

#### 【0035】

上記熱間圧延後、脱スケールを行うが、脱スケール方法については特に規定はない。

#### 【0036】

冷間圧延の圧下率が 35%未満では、組織の微細化が不十分なためその後の焼鈍工程において十分な残留オーステナイトが得られず延性が劣化する。一方、85%を超える圧下率では圧延機に負荷がかかりすぎるため、冷間圧延時の圧下率を 35～85%と定めた。

#### 【0037】

冷間圧延後の冷延鋼板の連続焼鈍では、まず〔フェライト＋オーステナイト〕の 2 相組織とするために  $A_{c1}$  変態点以上  $A_{c3}$  変態点以下の温度域に加熱が行われる。このときに加熱温度が 650℃未満であると、セメンタイトが再固溶するのに時間がかかり過ぎオーステナイトの存在量も僅かになるので、加熱温度の下限は 650℃とした。また、加熱温度が高すぎるとオーステナイトの体積率が大きくなり過ぎてオーステナイト中の C 濃度が低下することから、加熱温度の上限は 900℃とした。均熱時間としては、短すぎると未溶解炭化物が存在する可能性が高く、オーステナイトの存在量が少なくなる。また、均熱時間を長くすると結晶粒が粗大になる可能性が高くなり強度延性バランスが悪くなる。このため

、本発明では保持時間を10秒～6分の間とした。

#### 【0038】

均熱後は、 $2 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で $350 \sim 500^{\circ}\text{C}$ まで冷却する。これは、二相域に加熱して生成させたオーステナイトをパーライトに変態させることなくベイナイト変態域に持ち越し、引き続く処理により室温では残留オーステナイトとベイナイトとして所定の特性を得ることを目的とする。この時の冷却速度が $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では冷却中にオーステナイトの大部分がパーライト変態をしてしまうために残留オーステナイトが確保されない。また、冷却速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると冷却終点温度が幅方向、長手方向でずれが大きくなり均一な鋼板を製造することができなくなる。

#### 【0039】

この後、場合によっては $350 \sim 500^{\circ}\text{C}$ の範囲内で10分以下保持してもよい。この亜鉛めっき前に温度保持をすることでベイナイト変態を進行させCの濃縮した残留オーステナイトを安定化させることができ、より安定して強度、伸びの両立した鋼板を製造できる。2相域からの冷却終点温度が $500^{\circ}\text{C}$ を超える温度になると、その後の温度保持を行うとオーステナイトの炭化物への分解が起こりオーステナイトを残存できなくなる。また、冷却終点温度が $350^{\circ}\text{C}$ 未満になるとオーステナイトの殆んどがマルテンサイトに変態するので、高強度は確保できるもののプレス成形性が悪化することと、亜鉛めっき時に鋼板温度を上げる必要があり、熱エネルギーを与える必要があるため非効率になる。保持時間が10分を超えると亜鉛めっき後の加熱で炭化物析出と未変態オーステナイトの消失による強度とプレス成形性両方の劣化になるので保持時間を3分以下とした。

#### 【0040】

熔融亜鉛めっき鋼板を製造する場合はめっき後、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で $250^{\circ}\text{C}$ 以下に冷却する。ここで、亜鉛めっき時にベイナイト変態を進行させ炭化物をほとんど含まないベイナイトとその部分から掃き出されたCが濃化しMn点が室温以下に低下した残留オーステナイト、および二相域加熱中に清浄化が進んだフェライトの混在した組織を現出させ、高強度と成形性を両立させている。そのため、保持後の冷却速度を $5^{\circ}\text{C}$ 以下としたり、冷却終点温度が $250^{\circ}\text{C}$ 以上と

すると冷却中にCの濃化したオーステナイトも炭化物を析出してベイナイトに分解するため、変態誘起塑性により加工性を改善する残留オーステナイトの量が減少してしまうので本発明の目的を達し得ない。

#### 【0041】

また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する際には溶融亜鉛めっき後、450℃～600℃の温度域で5秒～2分保持し、その後5℃/s以上の冷却速度で250℃以下に冷却する。なお、前記冷却速度は、Feと亜鉛の合金化反応および組織の観点から求めることができる。本発明鋼ではSiやAlが含まれるためにオーステナイトからベイナイトへの変態が二段階に分離することを活用し、炭化物をほとんど含まないベイナイトとその部分から掃き出されたCが濃化しMs点が室温以下に低下した残留オーステナイト、および二相域加熱中に清浄化が進んだフェライトの混在した組織を現出させ、高強度と成形性を両立させている。保持温度が600℃を超えるとパーライトが生成するために残留オーステナイトが含まれなくなり、また、合金化反応が進みすぎめっき中のFe濃度が12%を越えてしまう。一方、加熱温度が450℃以下になるとめっきの合金化反応速度が遅くなり、めっき中のFe濃度が低くなる。また、保持時間が5秒以下ではベイナイトが十分に生成せず、未変態のオーステナイト中へのC濃化も不十分なため冷却中にマルテンサイトが生成し成形性が劣化すると同時に、めっきの合金化反応が不十分になる。また、保持時間が2分以上になるとめっきの過合金化が生じ成型時にめっき剥離などが生じやすくなる。さらに、保持後の冷却速度を5℃以下としたり、冷却終点温度が250℃以上とするとベイナイト変態がさらに進み、前段の反応でCの濃化したオーステナイトも炭化物を析出してベイナイトに分解するため、変態誘起塑性により加工性を改善する残留オーステナイトの量が減少してしまうので本発明の目的を達し得ない。

#### 【0042】

溶融亜鉛めっき温度はめっき浴の融点以上500℃以下が望ましい。500℃以上になるとめっき浴からの蒸気が多大になり操業性が悪化するためである。また、めっき後の保持温度までの加熱速度については特に規定する必要はないが、めっき組織や金属組織の観点から3℃/s以上が望ましい。

## 【0043】

なお、上述の工程における各温度、冷却温度は規定の範囲内であれば一定である必要はなく、その範囲内で変動したとしても最終製品の特性は何ら劣化しないし向上する場合もある。

## 【0044】

また、めっき性をさらに向上させるために、冷間圧延後のめっき焼鈍前に鋼板にNi, Cu, Co, Feの単独あるいは複合めっきを施してもよい。さらに、めっき性を向上させるために鋼板焼鈍時の雰囲気調節し、初めに鋼板表面を酸化させ、その後還元することによりめっき前の鋼板表面の清浄化を行ってもよい。さらに、めっき性を改善するために焼鈍前に鋼板を酸洗あるいは研削することで鋼板表面の酸化物を除去しても問題はない。これら処理をすることでめっき性がさらに向上する。

## 【0045】

さらに、発煙硝酸による熔融亜鉛めっき層の溶解後に走査型電子顕微鏡で鋼板表面を観察したときに、鋼板表面の10%以上が酸化物であることによって良好なめっき性が得られる。これはNi添加の効果により表面にSi, Al酸化物を意図的に生成させることで、酸化物が形成していない部分のSi, Al濃度を減少させることによって、酸化物の形成していない部分でめっき性を確保しようとするものである。本発明で鋼板表面の酸化物の面積率を10%以上に規定したのは、10%以下では酸化物を形成していない領域においても鋼板表面のSi, Al濃度が高いために、この濃化したSi, Alによって良好なめっき性を確保できないためである。すなわち、濃化したSi, Alが熔融亜鉛めっきを阻害する状況になっている。より良好なめっき性を確保するためには15%以上の面積率が望ましい。また、上限は特に規定しないが80%以下が望ましい。これは、80%を超えて酸化物が形成している状況では、酸化物が形成していない部分が20%未満となってしまうので、その部分のみでは良好なめっき性の確保が難しくなるためである。

## 【0046】

## 【実施例】

表1に示した鋼を表2、表3（表2のつづき）に記載した条件で熱延、冷延、焼鈍、めっきを行い、その後0.6%で調質圧延することで鋼板を製造した。製造した鋼板は、下記に示す、引っ張り試験、残留オーステナイト測定試験、溶接試験、めっき外観、めっき性の各試験を行った。また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した際には、めっき層中Fe濃度測定、を行った。また、めっき付着量は片面40g/m<sup>2</sup>になるようにした。

#### 【0047】

「引っ張り試験」は、JIS5号引張試験片を採取し、ゲージ厚さ50mm、引張速度10mm/minで常温引っ張り試験を行った。

#### 【0048】

「残留オーステナイト測定試験」は、表層より板厚の1/4内層を化学研磨後、Mo管球を用いたX線回折で $\alpha$ -Feと $\gamma$ -Feの強度から求める5ピーク法と呼ばれる方法で測定した。

#### 【0049】

「溶接試験」は、溶接電流：10kA、加圧力：220kg、溶接時間：12サイクル、電極径：6mm、電極形状：ドーム型、先端6 $\phi$ -40Rの溶接条件でスポット溶接を行い、ナゲット径が $4\sqrt{t}$ （t：板厚）を切った時点までの連続打点数を評価した。評価基準は○：連続打点1000点超、△：連続打点500～1000点、×：連続打点500点未満とした。ここでは、○を合格とし、△、×は不合格とした。

#### 【0050】

「めっき外観」は、めっき鋼板の外観から不めっき発生状況を目視判定し下記の基準に従い評価した。◎：3個/dm<sup>2</sup>以下、○：4～10個/dm<sup>2</sup>、△：11～15個/dm<sup>2</sup>、×：16個/dm<sup>2</sup>以上。ここでは、◎、○を合格とし、△、×は不合格とした。

#### 【0051】

「めっき密着性」は、めっき鋼板の60度V曲げ試験を実施後テープテストを行い、以下の基準に従い評価した。

#### 【0052】

テープテスト黒化度 (%)

評価: ◎ ... 0 ~ 10

評価: ○ ... 10 ~ 20 未満

評価: △ ... 20 ~ 30 未満

評価: × ... 30 以上

(◎と○が合格、△と×は不合格)

「めっき層中 Fe 濃度測定」は、アミン系インヒビターを入れた 5% 塩酸でめっき層を溶かした後、ICP 発光分析法で測定した。

#### 【0053】

性能評価試験結果を表 2、表 3 (表 2 のつづき)、表 4、表 5 (表 4 のつづき) に示す。本発明である試料 1 ~ 14 は残留オーステナイトが 2 ~ 20% で引張強度が 590 MPa ~ 1080 MPa 程度でありながら良好な全伸びを示し、高強度とプレス成形性の良好さを両立していると同時に、めっき性や溶接性も満足した溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。それに対し、試料 15 は C 濃度が低く、試料 16 は C 濃度が高く、試料 17 は Si 濃度が高く、試料 18 は Mn 濃度が低く、試料 19 は Mn 濃度が高く、試料 20 は Al 濃度が高く、試料 21 は鋼中 Si と Al の関係を満たしておらず、試料 22 は P 濃度が高く、試料 23 は S 濃度が高く、試料 24 は Ni 濃度が低く、試料 25 は Ni 濃度が高く、試料 26 は Mo 濃度が低く、試料 27 は Mo 濃度が高く、試料 28 は Ni と Mo の関係式を満たしておらず、それぞれ残留オーステナイト量、高強度とプレス成形性の両立、めっき性、溶接性を全ては満足せず、本発明の目的を達し得ない。

#### 【0054】

また、本発明鋼であっても処理条件の一つに問題があると、試料 29 ~ 62 のように残留オーステナイト量、高強度とプレス成形性の両立、めっき性、溶接性を全ては満足しなくなり、本発明の目的を達し得ない。

#### 【0055】

【表1】

【表1】

	成分 (重量%)														備考
	C	Si	Mn	Al	P	S	Ni	Cu	Sn	Mo	Si+Al	Ni+Cu+3Sn	2/5Si+1/5Al	他の添加元素	
a	0.13	0.61	1.13	0.58	0.009	0.002	0.51	0	0	0.12	1.19	0.51	0.36	-	本発明例
b	0.10	1.15	1.20	0.10	0.010	0.002	0.63	0.15	0	0.05	1.25	0.78	0.48	-	本発明例
c	0.13	1.53	1.43	0.08	0.008	0.003	0.81	0.25	0	0.06	1.61	1.06	0.63	-	本発明例
d	0.16	0.63	1.51	0.62	0.009	0.004	0.35	0.52	0	0.15	1.25	0.87	0.38	-	本発明例
e	0.16	1.45	1.65	0.12	0.011	0.003	0.82	0.25	0	0.30	1.57	1.07	0.60	-	本発明例
f	0.18	0.65	1.93	0.63	0.008	0.003	0.82	0.53	0	0.25	1.28	1.35	0.39	-	本発明例
g	0.12	0.91	1.15	0.31	0.012	0.003	0.56	0.13	0.03	0.06	1.22	0.78	0.43	Cr:0.2	本発明例
h	0.17	0.38	1.21	1.02	0.013	0.005	0.55	0.05	0.05	0.10	1.40	0.75	0.36	REM:0.005, Ca:0.006	本発明例
i	0.15	0.82	1.35	0.45	0.011	0.006	0.63	0.34	0	0.05	1.27	0.97	0.42	Ti:0.05, Nb:0.02	本発明例
j	0.21	0.15	1.56	1.21	0.013	0.005	0.31	0.13	0	0.15	1.36	0.44	0.30	V:0.1, Mg:0.02	本発明例
k	0.03	0.45	1.82	0.22	0.015	0.004	0.35	0.42	0.03	0.05	0.67	0.88	0.22	-	比較例
l	0.27	0.22	1.52	1.13	0.021	0.015	0.62	0	0.06	0.15	1.35	0.80	0.31	Ti:0.02, V:0.05	比較例
m	0.12	1.92	1.42	0.03	0.016	0.008	0.95	0.53	0.03	0.21	1.95	1.57	0.77	B:0.003, Ca:0.005	比較例
n	0.16	1.02	0.40	0.35	0.013	0.006	0.65	0.32	0	0.15	1.37	0.97	0.48	-	比較例
o	0.09	0.51	2.61	0.32	0.015	0.003	0.51	0.16	0	0.06	0.83	0.67	0.27	-	比較例
p	0.15	0.15	1.51	1.62	0.007	0.006	0.81	0.63	0	0.12	1.77	1.44	0.38	-	比較例
q	0.12	1.62	1.52	0.62	0.015	0.007	0.92	0.16	0	0.15	2.24	1.08	0.77	-	比較例
r	0.15	0.58	1.62	0.62	0.035	0.004	0.68	0.34	0	0.15	1.20	1.02	0.36	Zr:0.02	比較例
s	0.17	0.63	1.45	0.72	0.009	0.041	0.76	0.15	0	0.16	1.35	0.91	0.40	-	比較例
t	0.12	0.62	1.45	0.62	0.009	0.002	0.06	0	0	0.12	1.24	0.06	0.37	-	比較例
u	0.14	0.58	1.23	0.73	0.009	0.002	1.23	0.23	0	0.12	1.31	1.46	0.38	-	比較例
v	0.16	0.72	1.32	0.45	0.015	0.005	0.53	0.22	0	0.02	1.17	0.75	0.38	Cr:0.1, Ti:0.01, Mg:0.01	比較例
w	0.15	0.36	1.25	0.82	0.012	0.006	0.62	0	0.05	0.62	1.18	0.77	0.31	-	比較例
x	0.10	1.05	1.13	0.32	0.015	0.003	0.92	0.12	0	0.04	1.37	1.04	0.48	B:0.005	比較例*

(注) 注中 を付したのは本発明範囲から外れていることを示す。

なお、\*印はMoとNiの関係が満たされていないことを示す。

【0056】

【表 2】

【表 2】

鋼	加熱温度 (°C)	加熱時間 (min)	巻取温度 (°C)	冷延率 (%)	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (sec)	冷速 (°C/s)	炉前保持 温度(°C)	保持時間 (s)	炉内温度 (°C)	合金化 温度(°C)	合金化 時間(s)	冷速 (°C/s)	冷却温度 (°C)
1 a	1250	50	700	70	810	100	10	-	-	-	-	-	10	180
2 a	1200	80	680	85	800	80	30	400~450	60	450	-	-	20	180
3 a	1180	80	720	70	780	120	8	400~450	30	430	-	-	10	150
4 a	1230	70	650	70	800	230	15	-	-	450	530	20	8	200
5 a	1200	60	680	75	820	150	20	400~450	10	480	500	25	18	160
6 b	1270	50	650	60	880	90	25	-	-	440	480	60	10	130
7 c	1210	80	660	75	850	50	60	-	-	430	-	-	8	200
8 d	1160	100	600	50	720	80	150	-	-	470	500	30	12	180
9 e	1190	80	700	60	770	130	3	360~440	30	460	510	25	10	210
10 f	1260	55	450	50	820	330	15	-	-	450	-	-	20	180
11 g	1200	70	700	60	880	130	30	-	-	430	-	-	10	220
12 h	1170	70	600	65	750	60	15	-	-	450	500	30	15	180
13 i	1180	60	770	70	830	250	8	-	-	440	-	-	10	150
14 j	1160	80	650	75	700	80	50	-	-	450	480	50	7	200
15 k	1200	70	700	70	830	30	100	350~400	290	430	500	25	10	160
16 l	1250	60	600	70	650	80	30	-	-	450	-	-	20	130
17 m	1220	80	630	68	750	100	10	-	-	460	520	20	10	200
18 n	1190	90	750	40	800	90	60	400~450	40	440	-	-	15	180
19 o	1200	60	450	50	770	100	15	-	-	430	550	10	7	210
20 p	1180	70	620	70	650	30	5	-	-	470	-	-	10	180
21 q	1260	50	570	60	820	70	100	400~490	15	460	480	40	12	150
22 r	1190	80	660	75	670	180	30	-	-	450	580	10	10	200
23 s	1240	70	700	70	760	90	20	-	-	430	500	30	20	15
24 t	1210	80	680	75	850	50	60	-	-	430	-	-	8	200
25 u	1250	50	700	70	810	100	10	-	-	440	-	-	10	180
26 v	1230	50	480	68	810	280	45	-	-	440	530	20	10	130
27 w	1190	60	620	50	670	160	80	380~440	60	450	520	22	8	200
28 x	1260	50	550	75	730	30	30	-	-	430	510	25	20	180
29 a	1140	80	760	60	810	130	70	-	-	430	480	30	7	180
30 a	1240	40	630	65	880	50	30	-	-	440	550	20	10	210

(注) 表中「    」を付したのは本発明範囲から外れていることを示す。

ここで、メッキ後の加熱速度は10°C/sで一定とした。

また、合金化を行わないものは、溶融亜鉛メッキ鋼板である。

【0057】

【表 3】

【表 3】 (表 2 のつづき)

鋼	加熱温度 (°C)	加熱時間 (min)	巻取温度 (°C)	冷延率 (%)	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (sec)	冷延 (°C/s)	メッキ前保持 温度(°C)	保持時間 (s)	メッキ温度 (°C)	合金化 温度(°C)	合金化 時間(s)	冷速 (°C/s)	冷却温度 (°C)
31 a	1160	90	380	75	730	90	15	400~450	20	450	500	30	20	180
32 a	1200	60	790	70	660	220	40	-	-	430	480	60	10	220
33 a	1280	60	620	30	750	80	60	-	-	450	520	40	8	180
34 a	1260	80	580	55	630	150	10	-	-	460	500	30	18	250
35 a	1250	60	720	60	920	90	100	-	-	450	480	40	10	180
36 a	1160	60	550	75	750	5	6	-	-	430	500	20	10	250
37 a	1170	70	640	60	680	380	130	-	-	450	550	15	12	180
38 a	1160	100	600	50	720	80	1	-	-	460	480	30	10	170
39 a	1190	80	700	60	770	130	10	300~350	15	440	550	10	15	180
40 a	1260	55	450	50	820	330	60	480~530	5	430	510	15	7	220
41 a	1200	70	700	60	680	130	15	360~440	350	470	520	20	10	180
42 a	1170	70	600	65	750	60	5	-	-	460	430	60	12	250
43 a	1190	60	770	70	830	250	100	400~450	30	450	620	50	10	180
44 a	1160	80	650	75	700	80	30	-	-	430	550	5	10	250
45 a	1200	70	700	70	830	30	20	-	-	440	520	70	12	180
46 a	1250	60	600	70	650	60	45	-	-	450	500	20	3	180
47 a	1220	80	630	68	750	100	80	-	-	450	510	20	15	300
48 a	1140	80	780	60	810	130	160	-	-	430	-	-	7	150
49 a	1240	40	830	65	680	50	30	-	-	440	-	-	10	200
50 a	1180	90	380	75	730	90	15	400~450	20	450	-	-	12	180
51 a	1200	60	790	70	660	220	40	-	-	430	-	-	10	180
52 a	1280	60	620	30	750	80	60	-	-	450	-	-	18	150
53 a	1260	80	580	55	630	150	10	-	-	460	-	-	10	180
54 a	1250	60	720	60	920	90	100	-	-	450	-	-	10	180
55 a	1160	60	550	75	750	5	6	-	-	430	-	-	10	150
56 a	1170	70	640	60	680	380	130	-	-	450	-	-	20	200
57 a	1190	80	600	65	780	160	1	-	-	480	-	-	10	170
58 a	1160	60	550	70	670	300	20	300~350	15	440	-	-	12	130
59 a	1200	70	600	80	820	90	60	480~530	5	430	-	-	10	200
60 a	1160	80	720	60	690	160	5	360~440	400	470	-	-	15	180
61 a	1190	60	580	65	740	130	3	-	-	440	-	-	3	210
62 a	1240	80	600	45	680	220	90	-	-	450	-	-	10	300

(注) 表中「    」を付したのは本発明範囲から外れていることを示す。

ここで、メッキ後の加熱速度は10°C/sで一定とした。

また、合金化を行わないものは、溶融亜鉛メッキ鋼板である。

【0058】

【表4】

【表4】

	TS (MPa)	El (%)	残留 $\gamma$ (%)	メッキ 外観	メッキ 密着性	溶接性	めっき中 Fe(%)	備考
1	650	36	8.2	◎	◎	○	-	本発明例
2	640	37	9.1	◎	◎	○	-	本発明例
3	630	37	8.6	◎	◎	○	-	本発明例
4	610	34	6.2	◎	◎	○	11.5	本発明例
5	620	35	7.1	◎	◎	○	10.3	本発明例
6	630	35	5.6	◎	◎	○	9.4	本発明例
7	830	31	7.2	◎	◎	○	-	本発明例
8	810	28	8.2	◎	◎	○	10.2	本発明例
9	1060	18	8.1	○	○	○	10.2	本発明例
10	1040	20	10.2	◎	◎	○	-	本発明例
11	640	38	6.2	◎	◎	○	-	本発明例
12	630	34	8.1	○	○	○	11.1	本発明例
13	810	32	7.6	◎	◎	○	-	本発明例
14	1060	19	15	○	○	○	9.8	本発明例
15	600	26	1.6	◎	◎	○	10.1	比較例
16	1030	20	18	◎	◎	×	-	比較例
17	860	30	11	×	×	○	12.1	比較例
18	810	18	1.3	◎	◎	○	-	比較例
19	710	29	4.6	◎	◎	×	13.5	比較例
20	650	35	8.6	×	×	○	-	比較例
21	920	25	5.2	×	×	○	8.5	比較例
22	850	28	5.6	◎	◎	×	14.2	比較例
23	840	29	7.1	◎	◎	×	10.5	比較例
24	610	35	7.2	×	×	○	-	比較例
25	810	16	22	◎	◎	○	-	比較例
26	810	22	1.3	◎	◎	○	10.6	比較例
27	1060	26	5.6	○	○	○	11.2	比較例
28	620	28	1.7	○	○	○	9.8	比較例
29	640	35	5.5	×	×	○	9.2	比較例
30	620	35	6.3	×	×	○	13.5	比較例

【0059】

【表 5】

【表 5】 (表 4 のつづき)

	TS (MPa)	El (%)	残留 $\gamma$ (%)	メッキ 外觀	メッキ 密着性	溶接性	めっき中 Fe (%)	備考
31	630	34	5.3	×	×	○	10.5	比較例
32	625	34	3.5	△	△	○	9.6	比較例
33	610	29	0.6	◎	◎	○	12.2	比較例
34	650	26	1.8	◎	◎	○	10.5	比較例
35	580	30	1.5	○	○	○	9.1	比較例
36	630	29	1.2	○	○	○	10.1	比較例
37	635	28	1	◎	◎	○	13.2	比較例
38	640	26	0	○	○	○	8.3	比較例
39	645	27	1.2	◎	◎	○	12.5	比較例
40	630	25	0	◎	◎	○	10.3	比較例
41	635	26	0.5	◎	◎	○	12.1	比較例
42	630	36	5.3	○	○	○	5.3	比較例
43	625	25	0.3	◎	◎	○	16.5	比較例
44	630	30	1.6	○	○	○	5.1	比較例
45	620	26	0.8	◎	◎	○	15.6	比較例
46	620	26	0.5	◎	◎	○	9.8	比較例
47	630	28	1.1	◎	◎	○	10.5	比較例
48	645	34	5.3	×	×	○	—	比較例
49	622	35	6.5	×	×	○	—	比較例
50	635	33	5.5	×	×	○	—	比較例
51	620	33	3.3	△	△	○	—	比較例
52	615	28	0.7	◎	◎	○	—	比較例
53	645	26	1.3	◎	◎	○	—	比較例
54	575	28	1.6	◎	◎	○	—	比較例
55	625	27	1.1	○	○	○	—	比較例
56	640	26	0.8	◎	◎	○	—	比較例
57	635	25	0	◎	◎	○	—	比較例
58	640	26	1.1	○	○	○	—	比較例
59	635	26	0	◎	◎	○	—	比較例
60	630	25	0.6	○	○	○	—	比較例
61	625	24	0.7	◎	◎	○	—	比較例
62	635	27	0.9	◎	◎	○	—	比較例

【0060】

## 【発明の効果】

以上説明したように、本発明によれば、590MPa～1080MPa 程度の引張り強さを有するプレス成形性の良好な高強度溶融亜鉛めっき鋼板および該鋼板を

効率よく製造することができる。

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 自動車、建築、電気等の部材として有用な高強度鋼板およびその製法に関し、引張強度 590MPa ～1080MPa 程度の引張強さを有し、かつ、プレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を効率よく製造する方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、C: 0.05～0.25%、Si: 0.1～1.8%、Mn: 0.5～2.5%、Al: 0.01～1.5%、Ni: 0.02～1.0%、Mo: 0.03～0.5%、P: 0.03%以下、S: 0.02%以下を含有し、Si, Al, Ni の関係が、 $0.4(\%) \leq Si(\%) + Al(\%) \leq 2.0(\%)$ 、 $Ni(\%) \geq 2/5 \times Si(\%) + 1/5 \times Al(\%)$  を満足し、かつ、Ni と Mo の関係が、 $1/20 \times Ni(\%) \leq Mo(\%) \leq 10 \times Ni(\%)$  の関係を満足する鋼板の残留オーステナイトの体積率が 2～20%であり、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層が形成されたプレス成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【選択図】 なし

特願 2 0 0 3 - 1 0 9 3 2 8

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[ 0 0 0 0 0 6 6 5 5 ]

1. 変更年月日  
[変更理由]

1 9 9 0 年 8 月 1 0 日

新規登録

住 所  
氏 名

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号  
新日本製鐵株式会社